

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ β -ТВЕРДОГО РАСТВОРА В СПЛАВЕ ВТИ-4

Оленева Ю.Н., Шаманаев Е.Д.

Руководитель -к.т.н., доцент Илларионов А.Г., Оленева О.А.

ФГАОУ ВПО Уральский федеральный университет имени первого

Президента России Б.Н.Ельцина, г. Екатеринбург

olenevaolga@mail.ru

Проведено изучение фазовых превращений при старении закаленного из β -области сплава ВТИ-4, в температурном диапазоне 550...750 °С. Выявлены два морфологических типа выделений О-фазы. Первый, низкотемпературный, тип выделений О-фазы имеет дискообразную форму. Вторым, высокотемпературный, тип имеет игольчатую форму размер которых увеличивается по мере повышения температуры и наблюдается в приграничных объемах. Выделения первого типа являются промежуточными.

В последнее десятилетие наметилась тенденция увеличения применения титановых ортосплавов на интерметаллидной основе для изготовления ответственных деталей, требующих высоких показателей жаропрочности и жаростойкости в сочетании с высокими удельными прочностными характеристиками. Этому способствовали проведенное ранее всестороннее изучение протекания фазовых трансформаций, происходящих в широком диапазоне температур в сплавах данного типа. Но при этом, несмотря на большое количество работ [1-4], посвященных исследованиям орторомбических сплавов, механизм образования О-фазы до сих пор остается спорным.

Комплекс служебных свойств формируется не только за счет получения конкретного фазового состава, но и за счет структурных характеристик – морфологических особенностей строения фазовых составляющих, их распределения по телу зерна, наличие зернограничных выделений и т.д. Исходя из этого, в данной работе была поставлена задача в первую очередь проследить морфологические изменения выделений О-фазы, формирующейся в результате распада метастабильной β -фазы в сплаве ВТИ4.

Материалом исследования в данной работе служили горячекатаные листы толщиной 4 мм из сплава ВТИ-4 (Ti-26Nb-22Al-0,5Zr-0,4Mo (ат.%)).

Основными методами исследования являлись РСФА, РЭМ, ДТА, дюротометрия. Были проведены две серии экспериментов. Образцы были подвергнуты закалке в воду от $t=1050$ °С. Затем была проведена изотермическая выдержка (старение) при температурах 550, 600, 650, 700,

750 °C и выдержках 4, 8, 16, 32, 64, 128 мин для каждой температуры старения.

На рисунке 1 представлены изображения структур, полученных в результате старения. Анализ изображений показал, что морфология выделяющихся частиц в различных температурных диапазонах существенно различаются. В нижнем температурном диапазоне формируются дискообразные выделения - тип I (рис. 1а), преимущественно в центре зерна. При этом приграничные области остаются свободными от выделений. Размер дисков зависит от их местоположения в зерне. В центральных частях зерна размер выделений относительно мал, но около зоны, свободной от выделений их размер увеличивается. Объемная доля выделений от нулевого значения в приграничных районах зерна возрастает, выходя на насыщение по мере приближения к центру зерна. При высоких температурах формируются выделения игольчатого типа - тип II (рисунок 1б), которые со временем заполняют весь объем зерна. Их рост происходит как за счет замещения дискообразных выделений в центральных областях зерна, так и от границ.

Рис.1. Микроструктура сплава ВТИ-4 после β -закалки и старения при 750 °С в течение: а - 4 мин; б - 16мин.

иглы, которые постепенно заполняют весь объем, выделения I типа при этом исчезают. При более низких температурах временной диапазон существования выделений I типа увеличивается. При $T_{ст} = 700^{\circ}\text{C}$, выдержка 16 мин, начинается процесс замещения дисков иглами, рост которых происходит также и от границ. При 32 мин в ранее существовавших областях, свободных от выделений происходит распад с образованием крупных игл O-фазы. Нижней температурной границей распада по I типу является температура распада 650°C , при которой образование игл происходит только в зонах, свободных от выделений. При этом ранее образование дискообразные выделения I типа в центральных областях зерна сохраняют свою морфологию и при более длительных выдержках. Температурный диапазон $550 - 600^{\circ}\text{C}$ характеризуется наличием только дискообразных выделений I типа. Ширина зон, свободных от выделений постепенно уменьшается, однако даже при длительных выдержках остаются отдельные не распавшиеся участки. Причем при 550°C темп уменьшения зон свободных от выделения выше, чем при 600°C . Общая схема превращений представлена на рисунке 3. Положение «носа» - 650°C определили по максимальной объемной доле превращения.

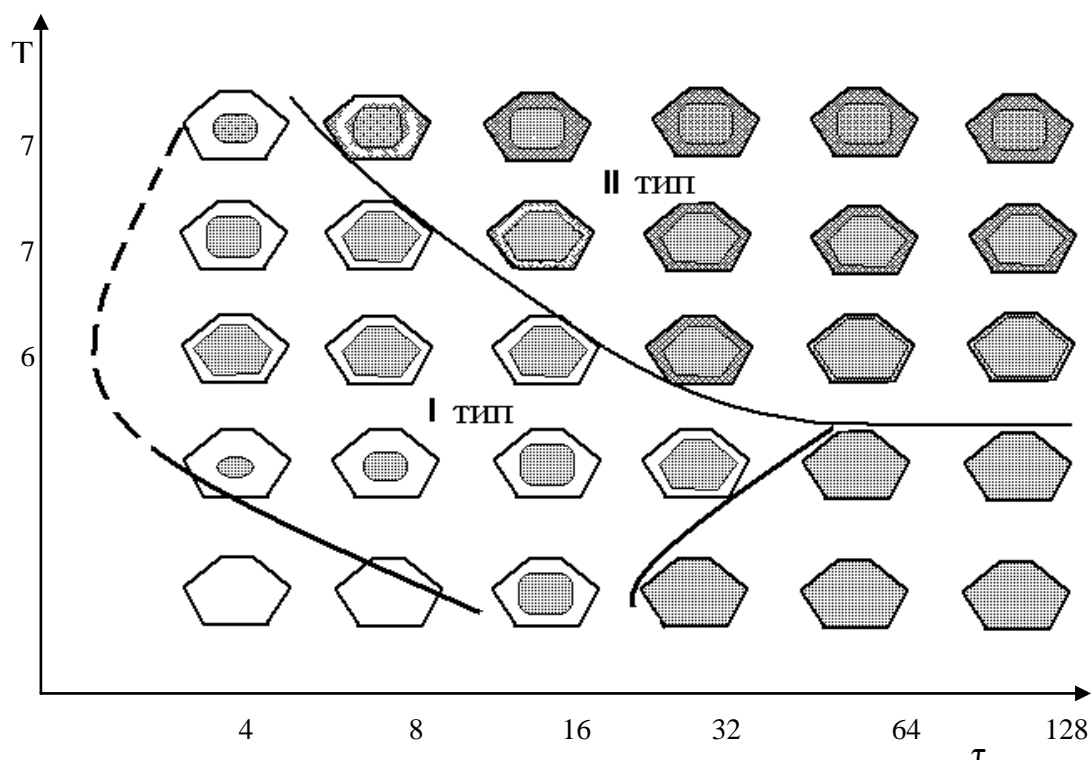


Рис. 2. Схема эволюции микроструктуры закаленного из β -области сплава ВТИ4 при старении.

Для определения различий между первым и вторым типом превращения был проведен РСФА. Согласно данным по изменению периода

решетки β -фазы можно утверждать, что во время протекания первого типа превращения перераспределение элементов между β - и α -фазами незначительно. Период решетки β -фазы для низкотемпературного диапазона 550..600°C практически не изменяется во времени. Наоборот, в верхнем температурном диапазоне увеличение периода β -фазы свидетельствует об обеднении β -фазы по Al, имеющему наименьший атомный размер. Отметим, что в диапазоне 700°C и выше, для подобного состава, присутствует равновесная β -фаза. Выделения, как первого, так и второго типа имеют ромбическую решетку типа Cmcm . Твердость образцов определяется объемной долей выделений, а также их типом. Структура с выделениями первого типа показала более высокую твердость, она тем выше, чем дисперснее выделения. Структура с выделениями второго типа имеет относительно более низкие значения твердости.

Совместный анализ данных показал, что в низкотемпературном диапазоне температур старения и на начальных этапах высокотемпературного старения формируется характерный вид структуры, когда превращение контролируется в первую очередь количеством закалочных вакансий. В данном сплаве для изменения типа решетки A2/Cmcm требуются диффузионные перемещения атомов лишь в пределах одной элементарной ячейки (перескоки) – протекание упорядочения. Этот процесс в первую очередь контролируется присутствием вакансий. Поэтому приграничные области, обедненные по вакансиям, в результате их стока на границы в ходе охлаждения при закалке, остаются стабильными, не превращенными. В центральных областях зерна, где концентрация закалочных вакансий высока, превращение протекает наиболее интенсивно. Малый размер выделений определяется большим количеством зародышевых центров. По мере уменьшения количества вакансий в периферийных зонах, количество центров сокращается, их рост не сдерживается соседними выделениями, что обеспечивает их более крупный размер. Принимая во внимание важную роль закалочных вакансий в структуре, возникающей в результате распада, можно сделать вывод, что значимыми технологическими характеристиками являются как скорость нагрева при старении, так и скорость охлаждения с температуры обработки на твердый раствор, как в случае стабилизации аустенита в сталях.

ВЫВОДЫ

1. Распад метастабильной $\beta(\text{B2})$ -фазы контролируется количеством закалочных вакансий.
2. Обнаружены два морфологических типа α -фазы, образующейся при распаде $\beta(\text{B2})$ -твердого раствора: низкотемпературный, до 600°C, дискообразный и высокотемпературный, выше 650°C, игольчатый.

3. Дискообразные выделения О-фазы являются промежуточными для температур старения 650...750°C. В ходе выдержки дискообразная морфология выделений заменяется на игольчатую.

4. Изменения периодов решетки во время изотермической выдержки для обнаруженных типов О-фазы происходят по-разному. В низкотемпературном типе период *b* возрастает постепенно во времени при неизменном периоде *c*. В высокотемпературном типе при постоянном периоде *b* возрастает период *c*.

Работа выполнена при финансовой поддержке со стороны Минобрнауки в рамках выполнения госзадания УрФУ №2014/236 и программы развития УрФУ.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ:

1. Kazantseva N. V., Demakov S.L., Popov. A.A. Microstructure and plastic deformation of ortorombic titanium aluminides Ti₂AlNb. III. Formation of transformation twins upon the B2→O phase transformation // Physics of metals and metallography. 2007. V. 103.№4. P. 378-387.

2. Bendersky L.A., Roytburd A., Boettinger W.J. Phase transformations in the (Ti, Al)₃Nb section of the Ti-Al-Nb system -I. Microstructural predictions based on a subgroup relations between phases // Acta Metal.Mater. 1994. vol. 42. N 7. pp. 2323-2335.

3. Kazantseva N. V., Grinberg B.A., Gulyaeva N.P., et al. Microstructure and plastic deformation of ortorombic titanium aluminide Ti₂AlNb. II. Phase and structural transformation upon severe plastic deformation // Physics of metals and metallography. 2003, V. 96. P. 368-377.

4. Kazantseva N. V., Demakov S.L., Popov. A.A. Microstructure and plastic deformation of ortorombic titanium aluminides Ti₂AlNb. IV. Formation of transformation twins upon the α₂→O phase transformation // Physics of metals and metallography. 2007. V. 103.№4. P. 388-394.